

Гриб Стелла Владимировна, студентка
Илларионова Светлана Михайловна, аспирант
Научный руководитель: Илларионов Анатолий Геннадьевич, доц., канд. техн. наук
Научный консультант: Водолазский Валерий Федорович, канд. техн. наук

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ В ПСЕВДО- α ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ

Одним из основных технологических процессов, вызывающих формирование текстуры, является пластическая деформация. Образование текстуры при пластической деформации является следствием поворота кристаллографических плоскостей в процессе скольжения и двойникования. Практически любой вид деформации, кроме деформации всестороннего сжатия, сопровождается формированием кристаллографической текстуры того или иного типа (аксиальной, конической, ограниченной). Проведение отжига после деформации приводит к образованию текстуры рекристаллизации, формирование которой тесно связано с самим механизмом рекристаллизации. Как правило, текстура рекристаллизации либо идентична текстуре деформации, либо имеет закономерные отличия. Фазовые превращения, протекающие при термической обработке, также влияют на формирование текстуры, что связано с наличием ориентационных соотношений при превращениях в сплавах.

Целью данной работы являлось изучение влияния режимов прокатки и термообработки на формирующуюся текстуру в титановом сплаве Ti-15-3-3-3.

Материалом исследования служили листы, которые получали и обрабатывали по двум схемам (см. рис.1). Текстурные исследования проводили методом построения обратных полюсных фигур (ОПФ) с плоскости прокатки (НН), в направлении прокатки (НП) и в поперечном направлении (ПН).

Текстура горячей прокатки резко неоднородна по сечению прокатываемых листов, причем более ярко выражена во внутренних слоях. Поверхностные слои имеют преимущественно однокомпонентную текстуру рекристаллизации α -фазы (1-10) [110] после обработки по схеме 1 и двухкомпонентную (1-10) [110] и (1-11) [110] по схеме 2 (рис. 2, 3). Внутренние слои характеризуются типично деформационной текстурой с ярко выраженной компонентой (001) [110], (1-11) [110], (1-12) [110] (схема 2). Согласно [1] сильная текстурная компонента (001) [110] образуется при прокатке вследствие поперечного скольжения по системам $\{110\} <100>$. Текстура (1-11) [110] есть следствие поперечного скольжения по системам $\{110\} <111>$. Компонента текстуры (1-12) [110] обусловлена компланарным скольжением по системам $\{110\} <111>$. Наличие сильной текстурной компоненты (001) [110] во внутренних слоях листов может свидетельствовать о том, что в данном случае поперечное скольжение является преобладающим механизмом деформации. Это имеет место в сплавах с высокой энергией дефектов упаковки [1]. Более выраженная текстура после горячей прокатки по схеме 1, по сравнению со схемой 2, связана с более высокой степенью деформации.

Схема изготовления листов толщиной 1,1 мм и 2 мм из сплава Ti 15-3-3-3.

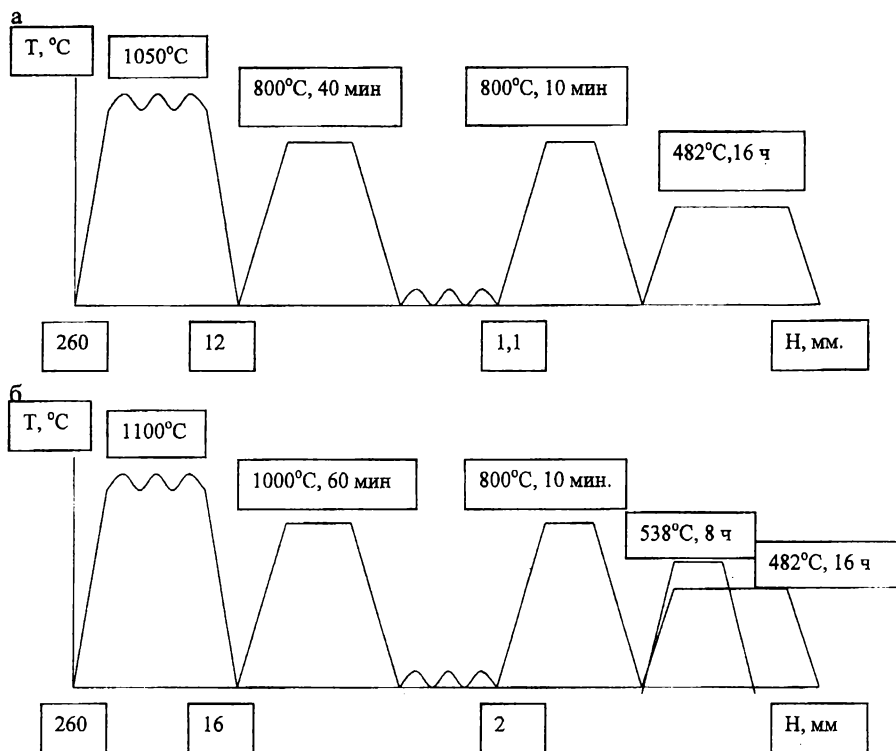


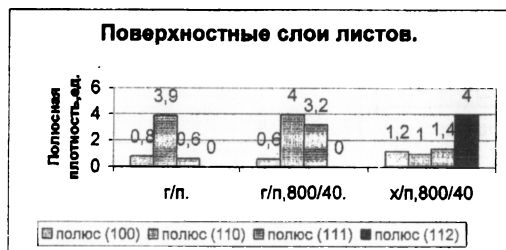
Рис.1. а - схема 1; б - схема 2.

Проведение отжига после предварительной деформации способствует протеканию процессов первичной рекристаллизации и роста зерна, которые приводят к формированию текстуры отжига. Отжиг при 800°C после горячей прокатки по схеме 1 приводит к формированию более однородной по сечению листа текстуры рекристаллизации (1-10) [110], которая усиливается в поверхностных слоях и образуется вместо текстуры деформации (001) [110] во внутренних слоях (рис.2).

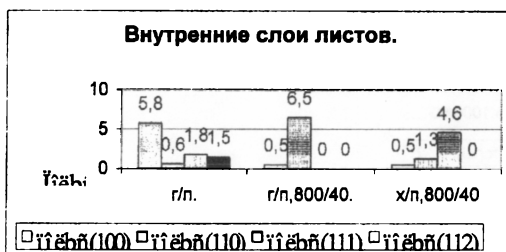
Отжиг при 1000°C в схеме 2 способствует получению практически без-текстурного состояния на поверхности, а во внутренних слоях усилению компоненты (1-12) [110] в два раза при одновременном исчезновении деформационной компоненты (1-11) [110] и ослаблении компоненты (001) [110] в пять раз (рис. 3).

Проведение холодной прокатки с последующим отжигом листов (схема 1) способствует формированию многокомпонентной текстуры рекристаллизации (1-10) [110], (1-11) [110], (1-12) [110], для которой характерно усиление компоненты (1-12) [110] в поверхностных слоях и компоненты (1-11) [110] во внутренних слоях (рис.2).

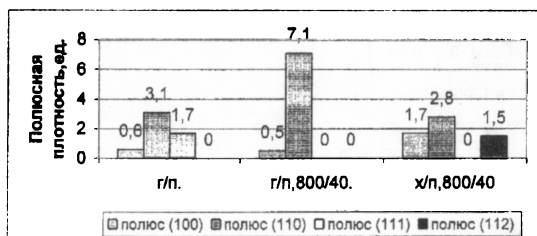
Распределение полосных плотностей основных компонент текстуры листов, обработанных по схеме 1.



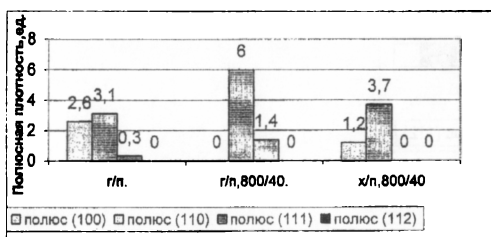
а



б



в

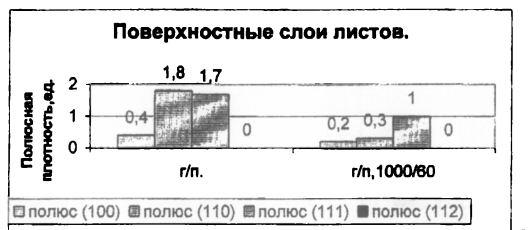


г

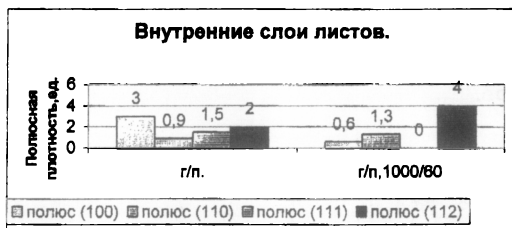
а, б - плоскость прокатки, в - поперечное сечение (отн.НП), г - продольное сечение (отн.НП)

Рис.2

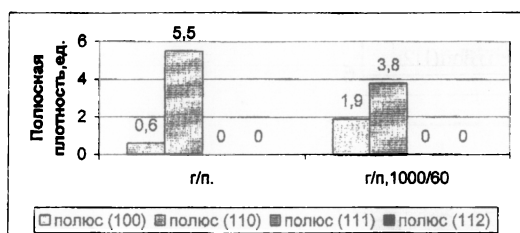
Распределение полюсных плотностей основных компонент текстуры листов, обработанных по схеме 2.



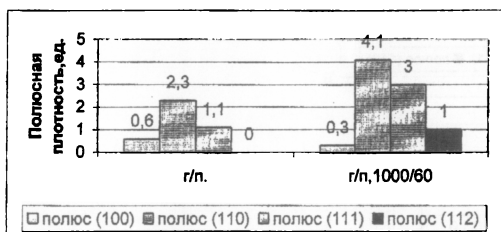
а



б



в



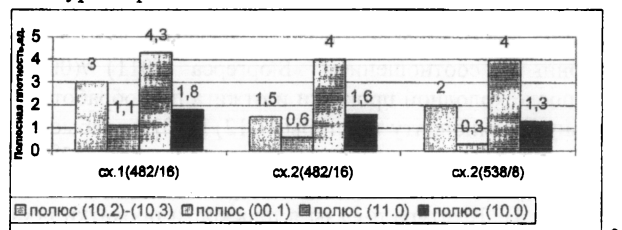
г

а,б-плоскость прокатки, в-поперечное сечение (отн.НП), г-продольное сечение (отн.НП).

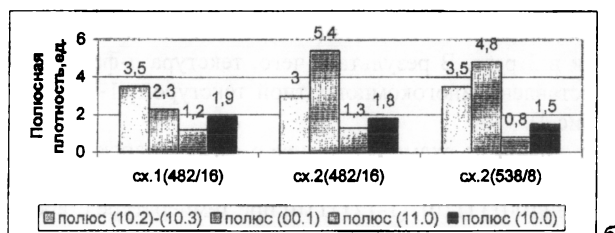
Рис.3

Распределение полюсных плотностей основных компонент текстуры листов, обработанных по схемам 1 и 2 после старения.

Текстура α -фазы.

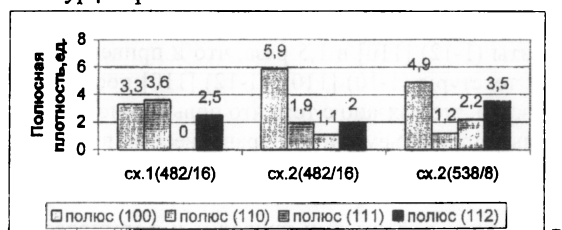


а

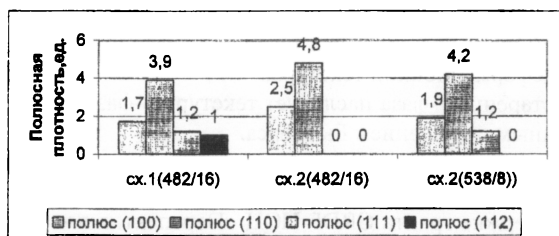


б

Текстура α -фазы.



в



г

а, в - плоскость прокатки, б, г - поперечное сечение (относительно НП)

Рис.4

Так как при отжиге листов не возникают новые компоненты текстуры, а получают развитие уже имеющиеся, то можно предположить, что рекристаллизация протекает путем ориентированного роста уже существующих зерен (рекристаллизация *in situ*) [2].

Старение как при 482°C, так и при 538°C приводит к протеканию α -превращения и наследованию образующейся α -фазой текстуры α -фазы в соответствии с ориентационным соотношением Бюргерса (011) //(0001) $\langle 111 \rangle$ // $\langle 11-20 \rangle$ α -фаза после холодной прокатки и отжига при обработке по схеме 1 (рис.2) имела сильную компоненту текстуры (1-12) [110] и слабые компоненты (111), (100), (110) в плоскости прокатки. После старения при 482°C образовавшаяся α -фаза имеет преимущественные ориентировки текстуры (11.0) [10.2]-[10.3], (11.0) [00.1] (рис.4). Текстура α -фазы в плоскости прокатки после старения сформировалась следующим образом: компонента текстуры (1-12) [110] уменьшилась в 2 раза, исчезла компонента (111), а интенсивности компонент (100), (110) возросли в 3 раза. В результате чего, текстура α -фазы после старения при 482°C представлена многокомпонентной текстурой (1-10) [110], (001) [110], (1-12) [110] (рис.4).

После старения при обработке схеме 2 текстура α -фазы в плоскости прокатки представлена сильной компонентой (001) [110] при температуре старения 482°C и двумя компонентами (001) [110], (1-12) [110] при температуре старения 538°C. α -фаза как при 482°C так и при 538°C имеет преимущественно двухкомпонентную текстуру (11.0) [10.2]-[10.3], (11.0) [00.1] в плоскости прокатки.

С ростом температуры старения (схема 2) наблюдается незначительное уменьшение интенсивностей компонент текстуры α -фазы, а для α -фазы увеличение интенсивности компоненты (1-12) [110] в 1,5 раза, что и привело к формированию двухкомпонентной текстуры (1-10) [110], (1-12) [110] после старения при 538°C (рис.4). Скорее всего, это связано с тем, что повышение температуры старения приводит к уменьшению объемной доли равновесных выделений α -фазы.

Выводы:

1. Увеличение суммарной степени деформации приводит к формированию более выраженной текстуры.
2. Отжиг приводит к формированию текстуры рекристаллизации и уменьшению/исчезновению деформационной текстуры.
3. Образующаяся в ходе старения α -фаза наследует текстуру β -фазы в соответствии с ориентационным отношением Бюргерса.
4. Температура старения определяет полноту процесса распада α -твердого раствора и влияет на формирование текстуры.

Работа выполнена при поддержке гранта CRDF HOЦ «Перспективные материалы» (ЕК-005).

Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.